



Desarrollo de un material compuesto de matriz de aluminio con carburo de silicio mediante fusión por centrífuga con potencial aplicación frente al desgaste.

Diego Alejandro Betancur Cano

Informe de trabajo de grado para optar al título de Ingeniero de Materiales

Asesor

Francisco Javier Bolívar Osorio, Doctor

Universidad de Antioquia

Facultad de Ingeniería

Ingeniería de Materiales

Medellín, Antioquia, Colombia

2023

Cita	Betancur Cano [1]
Referencia	[1] D. A. Betancur Cano, “Desarrollo de un material compuesto de matriz de aluminio con carburo de silicio mediante fusión por centrífuga con potencial aplicación frente al desgaste”, trabajo de grado profesional, Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Medellín, Antioquia, Colombia, 2023.
Estilo IEEE (2020)	



Centro de Documentación de Ingeniería (CENDOI)

Repositorio Institucional: <http://bibliotecadigital.udea.edu.co>

Universidad de Antioquia - www.udea.edu.co

Rector: John Jairo Arboleda Céspedes.

Decano/Director: Jesús Francisco Vargas Bonilla.

Jefe departamento: Francisco Javier Herrera Builes.

El contenido de esta obra corresponde al derecho de expresión de los autores y no compromete el pensamiento institucional de la Universidad de Antioquia ni desata su responsabilidad frente a terceros. Los autores asumen la responsabilidad por los derechos de autor y conexos.

Dedicatoria

Este trabajo está enteramente dedicado a la memoria de mi madre GLORIA EUGENIA CANO, quien me acompañó siempre en cada uno de mis pasos y me guió cuando me hallé perdido. Sus consejos fueron el cincel que talló mi personalidad y sus ganas de sacarme adelante fueron el estandarte que me motivó cada día a luchar por conseguir mis objetivos y cumplir mis sueños.

Mamá, hoy más que nunca quisiera tenerte acá para entregarte este sueño materializado, recibir de tu parte ese abrazo cargado de orgullo por ver a tu hijo convertido en un Ingeniero y ver en tu rostro la felicidad de saber que te iba a dar la vida que querías y merecías; pero sé que desde el cielo me sigues acompañando y que ya no solo guías mis pasos, sino que también los cuidas y bendices con el amor más profundo que sientes por mí.

Hoy, con lágrimas en mis ojos, elevo la mirada al cielo para darte gracias por todo lo que hiciste por mí, pero también con la satisfacción de que hice lo más que pude para hacerte feliz y darte una buena vida. Puedes seguir estando orgullosa de mí, puesto que cada logro que alcance, cada sueño que cumpla, cada meta que logre será siempre en tu honor. Te amo mi vieja.

¡ESTO ES PARA VOS, MAMÁ!

Agradecimientos

Quiero agradecer de manera muy especial al Centro de Investigación, Innovación y Desarrollo de Materiales – CIDEMAT y al profesor Dr. Francisco Javier Bolívar Osorio, quienes apoyaron, asesoraron y financiaron la ejecución de este proyecto y siempre estuvieron dispuestos en todo lo que necesité a lo largo del mismo.

Al Departamento de Ingeniería de Materiales, en cabeza del jefe Francisco Javier Herrera Builes, su secretaria Maribel del Sagrario Castañeda Gonzáles y todo el equipo docente que lo compone, ya que me acompañaron no sólo académicamente, sino personal y moralmente cuando tuve momentos difíciles. A todos ellos mil gracias por estar ahí siempre.

A todos mis compañeros de pregrado, todos aquellos que de una u otra manera aportaron a mi formación íntegra, en especial Fernanda, Carlos, Isabel y Manuela. Muchas gracias por la amistad, la paciencia, el conocimiento y los consejos. A todos les deseo lo mejor en sus vidas.

También quiero extender este agradecimiento a mi familia que siempre creyó en mí, a mi papá Marco Aurelio Betancur Parra que siempre me apoyó y me motivó a querer la Universidad de Antioquia, a mi esposa hermosa Jeny Marcela Loaiza Gallego quien tuvo la enorme paciencia y me aguantó con mucho amor durante todo el pregrado esperando con ansias este día.

Por último, pero no menos importante, quiero agradecer a Dios porque me ha trazado un camino en el cual he conocido personas invaluable, he aprendido miles de cosas y, sobre todo, en el que he tenido la oportunidad de ver la vida desde diferentes aspectos y valorar cada uno de ellos.

TABLA DE CONTENIDO

RESUMEN	9
ABSTRACT	10
I. INTRODUCCIÓN	11
II. OBJETIVOS	12
A. Objetivo general	12
B. Objetivos específicos	12
III. MARCO TEÓRICO	13
IV. METODOLOGÍA	16
V. RESULTADOS	20
VI. ANÁLISIS	33
VII. CONCLUSIONES	37
VIII. RECOMENDACIONES	33
REFERENCIAS	41

LISTA DE TABLAS

TABLA I: DISEÑO DE MEZCLAS	17
TABLA II: PROPIEDADES TEÓRICAS DE LAS MATERIAS PRIMAS	20
TABLA III: DISTRIBUCIÓN GRANULOMÉTRICA DEL ALUMINIO	20
TABLA IV: DISTRIBUCIÓN GRANULOMÉTRICA DEL CARBURO DE SILICIO	21
TABLA V: TAMAÑO NOMINAL (d_{80}) DE LOS POLVOS	22
TABLA VI: DENSIDADES Y POROS DE LAS MUESTRAS	24
TABLA VII: COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA MUESTRA DE ALUMINIO	25
TABLA VIII: VALORES DE DUREZA DE LAS MUESTRAS SIN RECOCIDO	27
TABLA IX: VALORES DE DUREZA DE LAS MUESTRAS CON RECOCIDO	28
TABLA X: RESULTADOS ENSAYOS DE TRIBOLOGÍA	30

LISTA DE FIGURAS

Fig. 1. Rampa de calentamiento para el tratamiento térmico de recocido de las muestras.	18
Fig. 2. Gráfico de distribución granulométrica de Gates Gaudin-Schuhmann para el aluminio y el carburo de silicio.	21
Fig. 3. Morfología de a) Polvo de Aluminio y b) Polvo de Carburo de Silicio	22
Fig. 4. Imagen estereoscópica de las probetas tipo a) 5-30, b) 10-30, c) 15-30, d) 5-60, e) 10-60 y f) 15-60	23
Fig. 5. Imagen microscópica de las probetas tipo a) 5-30, b) 10-30, c) 15-30, d) 5-60, e) 10-60 y f) 15-60	23
Fig. 6. Influencia del tratamiento térmico, el porcentaje de refuerzo y el tiempo de mezcla sobre la porosidad	24
Fig. 7. Difractograma de la muestra de SiC	25
Fig. 8. Microscopía de la sección transversal de las probetas a) 5-30, b) 10-30, c) 15-30, d) 5-60, e) 10-60 y f) 15-60	26
Fig. 9. Microestructura de las muestras a) 0% sin TT, b) 0% con TT, c) 15-30 sin TT d) 15-30 con TT.	26
Fig. 10. Perfil de dureza de las muestras sin recocido.	28
Fig. 11. Perfil de dureza de las muestras con recocido.	29
Fig. 12. Huellas de indentación tipo Vickers a probetas tipo 15-30 a) Sin TT y b) Con TT	29
Fig. 13. Variación de la resistencia al desgaste.	30
Fig. 14. Variación de la tasa de desgaste.	31
Fig. 15. Variación del volumen de desgaste.	31
Fig. 16. Variación del coeficiente de fricción.	32
Fig. 17. Huellas de tribología a probetas tipo 15-30 a) Sin TT y b) Con TT	32

SIGLAS, ACRÓNIMOS Y ABREVIATURAS

MPa	Megapascales
mm	Milímetros
FRX	Fluorescencia de rayos X (XRF)
DRX	Difracción de rayos X (XRD)
kg	Kilogramo
N	Newton
m	Metro
SiC	Carburo de silicio
MMC	Material compuesto de matriz metálica
HRB	Hardness Rockwell B (Dureza Rockwell B)
RPM	Revoluciones por minuto
HV	Hardness Vickers (Dureza Vickers)
Al	Aluminio

RESUMEN

En el presente estudio se fabricaron muestras de aluminio reforzadas en volumen con 5%, 10% y 15% de carburo de silicio y se mezclaron durante 30 y 60 minutos. La conformación de probetas en verde se llevó a cabo en una prensa uniaxial aplicando una presión de 95 MPa con dos minutos de sostenimiento obteniendo probetas cilíndricas de 22 mm de diámetro y 10 mm de altura. Todas las muestras fueron fundidas y centrifugadas durante 30 segundos en un horno centrífugo. Algunas muestras fueron recocidas a 275°C durante 6 horas con el fin de aliviar tensiones y evaluar la incidencia de un tratamiento térmico posterior. La caracterización de las materias primas se hizo mediante tamizado para determinar el tamaño de partícula, FRX, DRX y microscopía óptica. El porcentaje de poros presente se halló mediante la relación entre la densidad teórica y la densidad real de cada probeta. Todas las muestras fueron sometidas a ensayos de dureza Vickers con carga de 10 kg y tribología *Pin On Disk* con carga de 10 N y 38 m de recorrido. Al final, los resultados muestran que la combinación que presenta mejor desempeño frente al desgaste es la muestra que tiene 15% de SiC, mezclada durante 30 minutos y sin recocido.

***Palabras clave* — Material compuesto de matriz metálica, AA8011, DRX, dureza Vickers, tribología.**

ABSTRACT

In the present study, aluminum specimens reinforced in volume with 5%, 10% and 15% silicon carbide were fabricated and mixed for 30 and 60 minutes. The green specimen forming was carried out in a uniaxial press applying a pressure of 95 MPa with two minutes of holding obtaining cylindrical specimens of 22 mm in diameter and 10 mm in height. All samples were melted and centrifuged for 30 seconds in a centrifugal furnace. Some samples were annealed at 275°C for 6 hours in order to relieve stresses and evaluate the incidence of subsequent heat treatment. The raw materials were characterized by sieving to determine particle size, XRF, XRD and optical microscopy. The percentage of pores present was found by the ratio between the theoretical density and the real density of each specimen. All specimens were subjected to Vickers hardness testing with 10 kg load and Pin On Disk tribology with 10 N load and 38 m travel. In the end, the results show that the combination with the best wear performance is the sample with 15% SiC, mixed for 30 minutes and without annealing.

Keywords — Metal matrix composite, AA8011, XRD, Vickers hardness, tribology.

I. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz metálica (MMC's) han despertado el interés de muchos investigadores en los últimos años ya que son ideales en diferentes aplicaciones de ingeniería. Por otra parte, una de las matrices metálicas más utilizadas es el aluminio debido a su gran abundancia en la corteza terrestre, gran resistencia y baja densidad lo que lo hace óptimo para ser tenido en cuenta en la industria automotriz, aeroespacial y aeronáutica, siendo las aleaciones de aluminio denominadas AA6061, AA7075 y AA7079 las de mayor interés [1].

Sin embargo, la aleación de aluminio AA8011 ha venido ganando más terreno en los últimos días en el campo de las aplicaciones aeroespacial y automovilística gracias a su buena relación entre alta resistencia y bajo peso debido a su contenido de hierro [1,2]. Esta aleación también puede ser procesada como las demás usando técnicas como fundición por agitación, fundición por compresión, pulvimetalurgia, entre otras [3].

A su vez, partículas cerámicas como ZrO_2 , Y_2O_3 , SiC, Al_2O_3 , TiB_2 , se han usado ampliamente para reforzar los MMC's con el fin de elevar su dureza e incrementar la resistencia al desgaste [2, 4]. Por consiguiente, este trabajo se centra en la fabricación y estudio de un MMC de aleación de aluminio AA8011 con refuerzo cerámico de partículas de SiC para potencial aplicación frente al desgaste, teniendo como novedad una ruta de procesamiento combinada que permita facilitar la elaboración de este tipo de materiales.

En síntesis, esta ruta de procesamiento permite obtener fácilmente un material de grado funcional que finalmente es del interés de diversos investigadores y desarrolladores de la industria aeroespacial y automovilística [5] puesto que presenta un cambio gradual en las propiedades material sin ninguna interfaz débil que comprometa el desempeño de este [6]. Es por esto por lo que el método de fusión por centrífuga es uno de los más efectivos puesto que permite obtener materiales de grado funcional de una manera más económica ya que elimina el alto costo de la ingeniería de superficies para muchas aplicaciones [7].

En conclusión, se pretende incursionar con una aleación nueva en este campo y una novedosa y sencilla técnica combinada de procesamiento que permita obtener los mismos e incluso mejores resultados a un menor costo, en comparación con los obtenidos utilizando otras aleaciones como la AA6061 usada por Kumar *et. al.* [5], y otro tipo de aleaciones como las reportadas por Melgarejo *et. al.*, Radhika *et. al.* y Huang *et. al.* [6-8] en sus respectivas investigaciones.

II. OBJETIVOS

A. Objetivo general

Fabricar un material compuesto de aluminio con refuerzo de carburo de silicio empleando una ruta combinada entre pulvimetalurgia y la fusión por centrífuga como método de procesamiento con el propósito de reducir el tiempo de contacto entre la matriz y el refuerzo.

B. Objetivos específicos

- Determinar las características granulométricas de los polvos de aluminio y SiC, y evaluar la incidencia en los tiempos de mezcla de estos.
- Obtener el material compuesto mediante la ruta combinada entre las técnicas de pulvimetalurgia y fusión por centrífuga.
- Determinar las propiedades, físicas, químicas y microestructurales de los materiales obtenidos.
- Evaluar las propiedades mecánicas y tribológicas a las muestras fabricadas.
- Diseñar una guía de laboratorio para el curso de Procesamiento de Materiales Compuestos.

III. MARCO TEÓRICO

La elaboración de materiales compuestos de matriz de aluminio con refuerzo cerámico para su uso en aplicaciones donde el desgaste sea mínimo ha atravesado diferentes métodos de procesamiento, haciendo que unos resulten más costosos y menos efectivos en comparación con otros más novedosos y eficientes [8], como es el caso del método de fusión mediante centrifugado, el cual permite reforzar la matriz de aluminio con el fin de que ésta pueda incrementar considerablemente algunas de las propiedades mecánicas de la pieza obtenida en comparación, por ejemplo, con el método de moldeo por gravedad, tal y como lo demuestran Chirita, *et. al* en su estudio publicado en 2008 [9].

La técnica de fusión por centrífuga para fabricar MMC's es una técnica muy simple, ya que consiste en calentar el metal base en un horno hasta obtener una temperatura superior a su punto de fusión, para después mezclarlo con las partículas cerámicas que harán las veces de refuerzo. Una vez obtenida una mezcla homogénea, se vierte en el equipo de centrifugado, que a su vez puede estar compuesto por un horno que permita calentar o sostener cierta temperatura de trabajo, y se obtiene el material de interés [10]. Una variante a esta técnica que se propone en este trabajo es a través de la metalurgia de polvos, mezclando las materias primas en verde, luego prensarlas de manera uniaxial y posteriormente hacer la fusión y el centrifugado en un solo paso, llevando la mezcla a temperaturas cercanas a los 700°C. El objetivo de alcanzar esta temperatura es el de obtener una colada que permita una adecuada movilidad del carburo de silicio y que las partículas puedan desplazarse fácilmente hacia las zonas de interés cuando se emplee la fuerza centrífuga. Otros autores lo hacen con el fin de que exista un mezclado homogéneo con las partículas que componen el refuerzo y que el metal no se solidifique al momento de ser vaciado al molde en el cual se implementará la fuerza centrífuga, tal y como lo mencionan El-Galy *et. al* [11].

Trabajos similares, como el realizado por Huang *et. al* muestran un aumento gradual en la dureza cuando se pasa de zonas con poco porcentaje de refuerzo a zonas con mayor contenido de refuerzo, por ejemplo una muestra que tuvo una temperatura de mezcla de 850°C y que posteriormente fue vaciada en un molde que se encontraba a 600°C, presentó una dureza de 72 HRB en zonas con poco refuerzo, y de 94 HRB en zonas con mayor cantidad de material reforzante,

lo cual es un aumento considerable si se compara con muestras similares fabricadas mediante forja, donde las durezas en las zonas equivalentes fueron de 72 HRB [8].

De manera similar, Mallick *et. al* demostraron que reforzar con carburo de silicio una matriz de aluminio, hace que la dureza se incremente hasta en un 30% en zonas con poco refuerzo y hasta en un 250% en zonas con mayor cantidad de refuerzo, en comparación con una muestra de aluminio sin ningún contenido de refuerzo [10].

Las variables que se manejan a lo largo de la ruta de procesamiento se pueden reunir en tres grupos: las propias de la materia prima (materiales de partida, tamaño y forma de partículas), las propias de un material compuesto (fracción volumétrica del refuerzo), y las propias de la técnica (temperatura del metal fundido, tiempo de interacción entre los componentes del material, velocidad de rotación de la centrífuga), siendo ésta última una de las variables más relevantes del proceso, ya que como lo demuestran Amit Joshi *et. al* en su estudio sobre materiales de grado funcional, cuando se tienen las mismas condiciones de fabricación, pero sólo se varía la velocidad de rotación de la centrífuga, pueden obtenerse materiales que actúen como “un material no funcional” [5]. Sin embargo, este estudio estará enfocado en analizar el efecto de las variables propias del material compuesto y la incidencia de tratamientos térmicos posteriores sobre la dureza y el desgaste de las piezas; los demás parámetros estarán fijos y serán iguales para todas las muestras.

Así pues, tal como lo explican Savaş *et. al* en su investigación publicada en 2016, los materiales de grado funcional “tienen una gran importancia para su uso en la industria automovilística, aeroespacial y de defensa. Un compuesto de matriz metálica de grado funcional es aquel cuya fracción de volumen de las partículas de refuerzo varía continuamente desde el interior al exterior de la partícula. Por lo tanto, sus propiedades mecánicas son diferentes entre las regiones interior y exterior” [12]. Este tipo de materiales, y en particular los MMC's reforzados con partículas de SiC, se destacan principalmente por su dureza y su gran resistencia al desgaste más que por sus propiedades mecánicas en general.

Sánchez *et. al* [13] y Sánchez-Martínez *et. al* [14] en sus respectivos estudios han trabajado con una técnica similar llamada “Infiltración mediante centrífuga” que consiste en tener una preforma que posee el material de refuerzo y que a su vez está al interior de un molde. El metal fundido es vaciado en este molde al que se le aplica rotación (y temperatura en algunas ocasiones) para generar aceleración centrífuga con el fin de que la colada, por acción de la fuerza generada por el movimiento rotatorio del molde, se infiltre en la preforma y llegue hasta la parte más externa de este. Como es de observarse, la diferencia con la fusión centrífuga radica principalmente en la ubicación del refuerzo ya que, según la técnica, éste se halla bien sea en una preforma o se mezcla con el metal líquido.

En el desarrollo de esta técnica, se espera obtener materiales compuestos de grado funcional que presenten alta dureza y gran resistencia al desgaste, ya que se fundamenta en los mismos principios de las técnicas citadas y que han obtenido resultados favorables en cuanto al incremento de estas propiedades, siendo la combinación de la pulvimetalurgia con la fusión por centrífuga, la novedad en la obtención de esta clase de materiales.

IV. METODOLOGÍA

A. Análisis granulométrico de los polvos.

Como materias primas, se usaron polvos de aluminio AA8011 y SiC, los cuales se caracterizaron químicamente mediante FRX y DRX respectivamente. Estos polvos fueron tamizados individualmente en una serie de tamices estandarizados bajo la norma ASTM E11-22, y cumpliendo con los parámetros establecidos en la norma ASTM C136/C136M-19. El proceso de tamizado se llevó a cabo durante 10 minutos en un equipo Ro-Tap el cual generó un movimiento mecánico a la serie de tamices con el fin de que las partículas tuvieran mayor probabilidad de contacto con la malla y logaran la orientación adecuada que les permitiera pasar por la abertura siempre y cuando esta sea más grande que la partícula con la cual interactúa.

Para el cálculo del d_{80} , que es la abertura del tamiz por donde pasaría al menos el 80 % del material analizado, se hace uso de la ecuación 1

$$x = x_1 * e^{\left(\frac{\ln\left(\frac{y}{y_1}\right) * \ln\left(\frac{x_2}{x_1}\right)}{\ln\left(\frac{y_2}{y_1}\right)} \right)} \quad \text{Ecuación 1}$$

Donde: x es el tamaño nominal de la abertura de la malla que se desea hallar (d_{80})

y es el porcentaje acumulado pasante de interés (80 en nuestro caso)

x_1, x_2 son las aberturas de las mallas anterior y posterior a la malla buscada.

y_1, y_2 son los porcentajes acumulados pasantes correspondientes a x_1, x_2

Adicionalmente, se realizó una caracterización morfológica de los granos de aluminio y carburo de silicio mediante microscopía digital, y con estos resultados, se procedió a hacer el respectivo análisis granulométrico.

B. Obtención del material compuesto.

Se fabricaron 42 probetas en verde usando la metalurgia de polvos como técnica de procesamiento. Las mezclas empleadas en cada tipo de probeta se muestran en la tabla I.

TABLA I
DISEÑO DE MEZCLAS

PROBETA	% Vol. SiC	% Vol. Al	Masa SiC (g)	Masa Al (g)	Cantidad (un)
Tipo 0	0	100	0,00	10,30	6
5-XX	5	95	0,61	9,79	12
10-XX	10	90	1,22	9,27	12
15-XX	15	85	1,82	8,76	12

En la nomenclatura usada en la tabla I para identificar cada probeta, las cifras a la izquierda del guion indican la cantidad en volumen del refuerzo, y las cifras a la derecha del guion hacen alusión al tiempo de mezclado en minutos.

Una vez pesadas las cantidades requeridas para cada tipo de probeta, los polvos se mezclaron en un molino cilíndrico con 12 esferas de circonio de un diámetro promedio de 9,85 mm cada una. El número de esferas se calculó usando los principios de la conminución y molienda y los tiempos de mezclado fueron de 30 y 60 minutos para cada tipo de mezcla. Posteriormente, se conformaron las probetas en verde usando prensado uniaxial y aplicando una presión de 95 MPa con dos minutos de sostenimiento.

Acto seguido, y como segunda etapa del procesamiento propuesto, se procedió a realizar proceso de fusión en un equipo de fundición y centrífuga FURNAX T modelo 26302 de la marca BEGO, en donde se precalentó cada muestra por aproximadamente 15 segundos con el fin de eliminar compuestos volátiles y humedades, posteriormente se realizó la fundición de la probeta en atmósfera de argón aplicando el 40% de la potencia de la bobina de inducción para luego ser centrifugando por 30 segundos.

Finalmente, tres probetas de cada tipo fueron sometidas a un tratamiento térmico de recocido con el fin de aliviar las tensiones provocadas por el enfriamiento rápido producido por el molde de cobre que se encontraba a temperatura ambiente. La rampa de temperatura empleada para

dicho tratamiento térmico se muestra en la figura 1, en la cual se tuvo una tasa de calentamiento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ hasta alcanzar los 275°C para un sostenimiento de 6 horas y enfriamiento en horno.

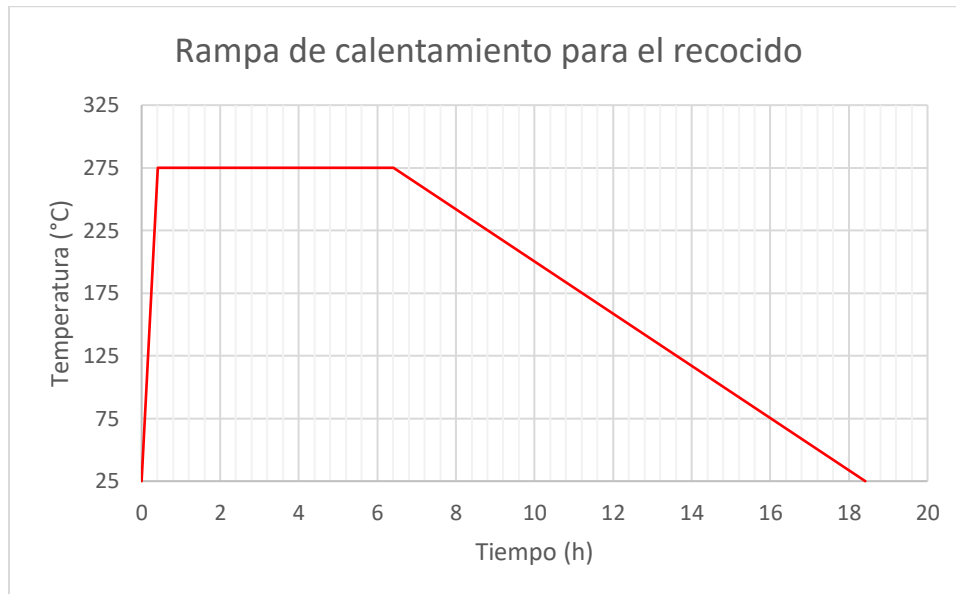


Fig. 1. Rampa de calentamiento para el tratamiento térmico de recocido de las muestras.

C. Determinación de las propiedades físicas, químicas y microestructurales.

La caracterización química se realizó mediante difracción de rayos-x (DRX) para la muestra de silicio y Fluorescencia de Rayos X (FRX) para la muestra de aluminio sin recocido, la cual se llevó a cabo en el Laboratorio de Espectrometría de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Antioquia.

La densidad real de cada muestra se halló utilizando el principio de Arquímedes en balanza analítica con kit de densidades ubicada en el laboratorio de Química de Polímeros de la Universidad de Antioquia, mientras que la densidad teórica se calculó usando la regla de las mezclas. Con el valor de ambas densidades se procedió a calcular el porcentaje de poros de cada probeta.

Finalmente, la microestructura de las muestras con y sin tratamiento térmico, fue observada en el laboratorio de Materialografía, de la Universidad de Antioquia, con la previa preparación de cada muestra, la cual consistió en el pulido de cada una en una serie de lijas que van desde la lija

280 hasta la lija 2000 para luego ser frotada con paño abrasivo y solución de alúmina hasta obtener una superficie con brillo espejo, posteriormente se les realizó un ataque químico con ácido fluorhídrico al 0,5% para revelar la microestructura de la matriz la cual fue observada bajo el microscopio.

D. Evaluación de propiedades mecánicas y tribológicas

A cada tipo de probeta con y sin tratamiento térmico, se le realizó ensayo de dureza tipo Vickers aplicando una carga de 10 kg con un tiempo de sostenimiento de 10 s y siguiendo las indicaciones establecidas en la norma ASTM E-92/2017. Las indentaciones se realizaron en la sección transversal de la probeta y se tomaron 5 mediciones a cada probeta con el fin de realizar un perfil de dureza en la muestra. Cada medición se tomó con una separación aproximada del 17% del total del ancho de la muestra

Para determinar la resistencia al desgaste, volumen de desgaste y coeficiente de fricción, a las muestras con y sin recocido se les realizó ensayo de tribología en el laboratorio de CIDEMAT usando tribómetro *Pin On Disk* con contracuerpo de alúmina aplicando una carga de 10 N por 20 minutos con un radio de huella de 3 mm. Los parámetros mencionados, se calculan usando las siguientes ecuaciones:

$$\text{Volumen de desgaste } (V) = \frac{m}{\rho} \text{ en } mm^3 \quad \text{Ecuación 2}$$

$$\text{Tasa de desgaste } (W) = \frac{\text{Volumen de desgaste}}{\text{Distancia deslizamiento}} = \frac{V}{D} \text{ en } \frac{mm^3}{m} \quad \text{Ecuación 3}$$

$$\text{Resistencia al desgaste} = \frac{1}{\text{Tasa de desgaste}} = \frac{1}{W} \text{ en } \frac{m}{mm^3} \quad \text{Ecuación 4}$$

V. RESULTADOS

A. Análisis granulométrico de los polvos.

Para este estudio se usaron como materias primas, polvos de aluminio y carburo de silicio. El polvo aluminio fue obtenido a partir de papel aluminio comercial de aleación 8011 finamente picado en una trituradora de especias, mientras que el carburo silicio fue suministrado por el Laboratorio de Materiales Compuestos de la Universidad de Antioquia. Algunas de sus propiedades se reportan en la tabla II

TABLA II
PROPIEDADES TEÓRICAS DE LAS MATERIAS PRIMAS

MATERIAL	Densidad[g/cm ³]	Dureza [HV]
Aluminio 8011 [20]	2,71	25
Carburo de silicio [31]	3,20	>2000

Luego de separar 300 g como muestra representativa de aluminio y carburo de silicio y posteriormente tamizar por separado, se obtuvieron las distribuciones granulométricas mostradas en las tablas III y IV

TABLA III
DISTRIBUCIÓN GRANULOMÉTRICA DEL ALUMINIO

Malla	Abertura (µm)	Masa retenida (g)	% masa retenida	% acumulada retenida	% acumulada pasante
16	1180	6,0	2,01	2,01	97,99
20	850	27,2	9,10	11,11	88,89
28	630	41,2	13,79	24,90	75,10
30	600	13,2	4,42	29,32	70,68
35	500	24,0	8,03	37,35	62,65
40	425	60,8	20,35	57,70	42,30
45	355	37,6	12,58	70,28	29,72
50	300	21,2	7,10	77,38	22,62
60	250	6,0	2,01	79,38	20,62
80	180	38,0	12,72	92,10	7,90
100	150	15,6	5,22	97,32	2,68
140	106	4,4	1,47	98,80	1,20
0	0	3,6	1,20	100,00	0,00

TABLA IV
DISTRIBUCIÓN GRANULOMÉTRICA DEL CARBURO DE SILICIO

Malla	Abertura (µm)	Masa retenida (g)	% masa retenida	% acumulada retenida	% acumulada pasante
20	850	0,0	0,00	0,00	100,00
28	630	44,4	14,83	14,83	85,17
30	600	31,2	10,42	25,25	74,75
35	500	93,0	31,06	56,31	43,69
40	425	123,6	41,28	97,60	2,40
45	355	6,6	2,20	99,80	0,20
50	300	0,6	0,20	100,00	0,00

Con estos resultados, se procede a elaborar el gráfico de Gates Gaudin-Schuhmann mostrado en la figura 2 el cual, por su gran utilidad, es la representación más usada ya que brinda una distribución extendida satisfactoria de los datos en la región de tamaño fino [15].

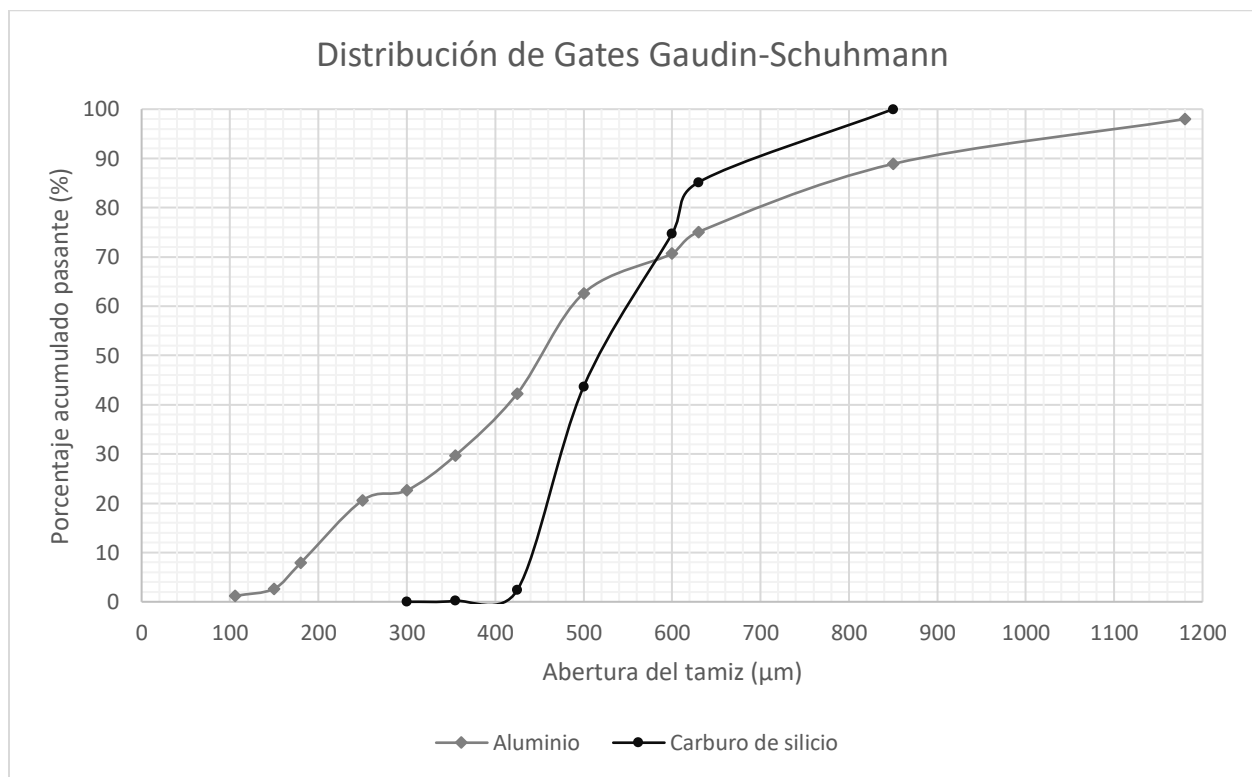


Fig. 2. Gráfico de distribución granulométrica de Gates Gaudin-Schuhmann para el aluminio y el carburo de silicio.

Así, haciendo uso de la ecuación 1, se calculó el d_{80} de los polvos de aluminio y carburo de silicio, los cuales se muestran en la tabla V.

TABLA V
TAMAÑO NOMINAL (d_{80}) DE LOS POLVOS

MATERIAL	d_{80} [μm]
Aluminio	705
Carburo de silicio	615

Luego, con los datos de la tabla V y usando la ecuación 5, se halló la relación entre los tamaños nominales de los polvos de aluminio y del carburo de silicio.

$$\text{Relación } Al/SiC = \frac{705}{615} = 1,15 \quad \text{Ecuación 5}$$

Finalmente, las imágenes de la caracterización morfológica de los polvos de partida, realizada mediante microscopía digital, se muestran en la figura 3.

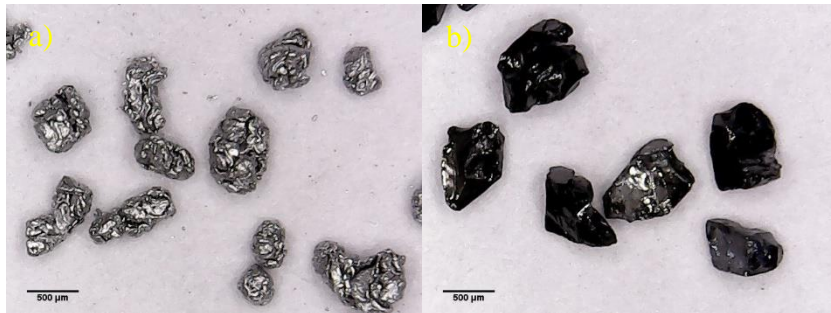


Fig. 3. Morfología de a) Polvo de Aluminio y b) Polvo de Carburo de Silicio.

B. Obtención del material compuesto.

Una vez mezclados y prensados los polvos, se obtuvieron probetas cilíndricas de aproximadamente 22 mm de diámetro y 10 mm de altura, las cuales se fundieron en horno centrífugo dando como resultado las probetas que se muestran en la figura 4, donde se puede observar la zona exterior de las mismas, lugar donde hay mayor concentración de refuerzo.

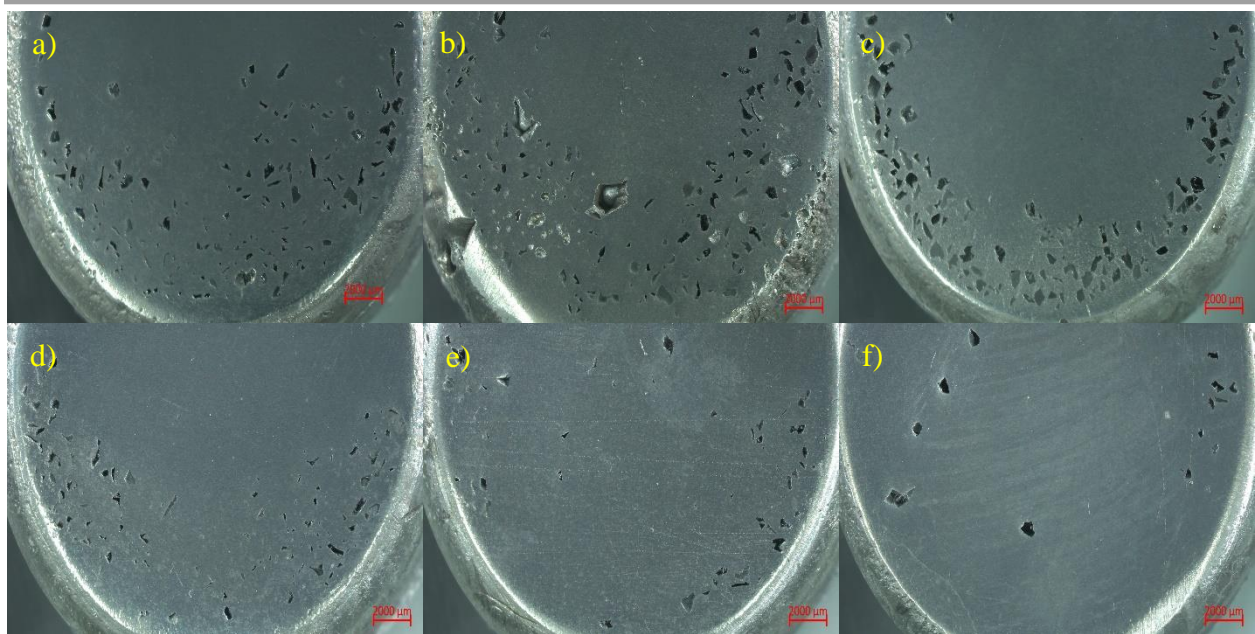


Fig. 4. Imagen estereoscópica de las probetas tipo a) 5-30, b) 10-30, c) 15-30, d) 5-60, e) 10-60 y f) 15-60

La figura 5 muestra una imagen microscópica de la parte externa de las diferentes muestras, en donde se pueden apreciar claramente las partículas del refuerzo embebidas por la matriz y también algunos poros generados durante la solidificación del aluminio.

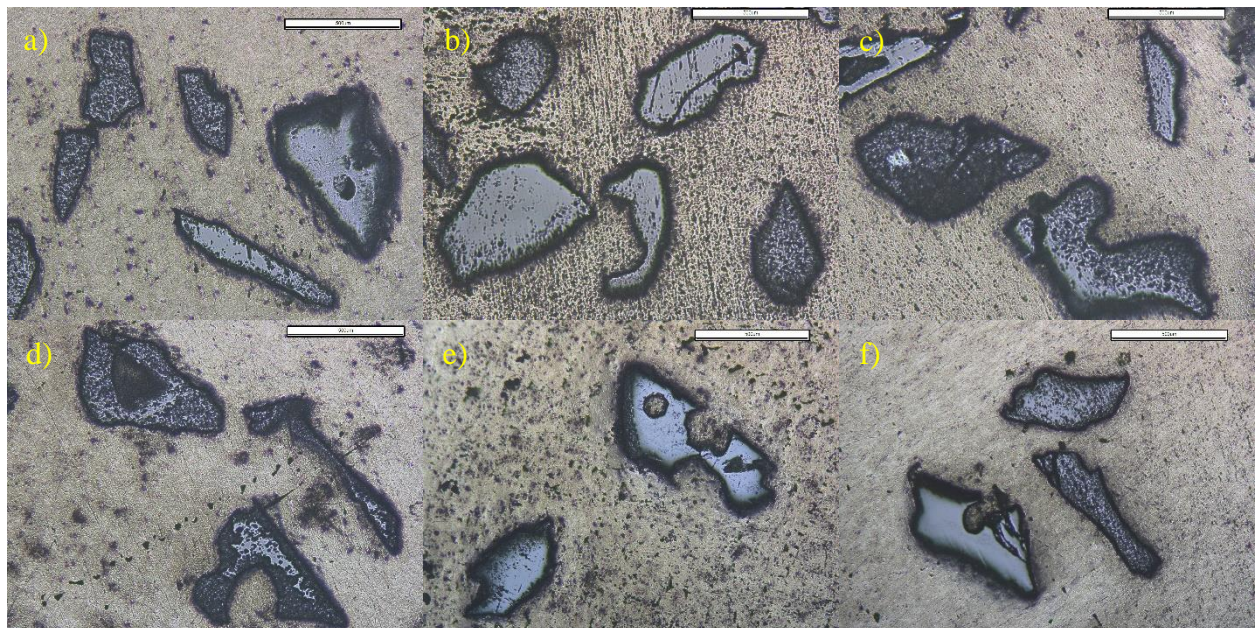


Fig. 5. Imagen microscópica de las probetas tipo a) 5-30, b) 10-30, c) 15-30, d) 5-60, e) 10-60 y f) 15-60

C. Determinación de las propiedades físicas, químicas y microestructurales.

La tabla VI recopila los resultados obtenidos en el cálculo de las densidades teóricas y reales, así como el porcentaje de poros presentes en cada muestra y en la figura 6 se puede observar la influencia de cada una de las variables sobre la porosidad de las muestras.

TABLA VI
DENSIDADES Y POROS DE LAS MUESTRAS

Probeta	Densidad Teórica (g/cm ³)	Densidad Real (g/cm ³) Sin recocido	% Poros Sin recocido	Densidad Real (g/cm ³) Con recocido	% Poros Sin recocido
0	2,710	2,657	1,96%	2,654	2,07%
5-30	2,735	2,663	2,61%	2,688	1,70%
10-30	2,759	2,654	3,81%	2,692	2,43%
15-30	2,784	2,633	5,41%	2,596	6,74%
5-60	2,735	2,670	2,36%	2,662	2,65%
10-60	2,759	2,642	4,24%	2,673	3,12%
15-60	2,784	2,625	5,69%	2,610	6,23%

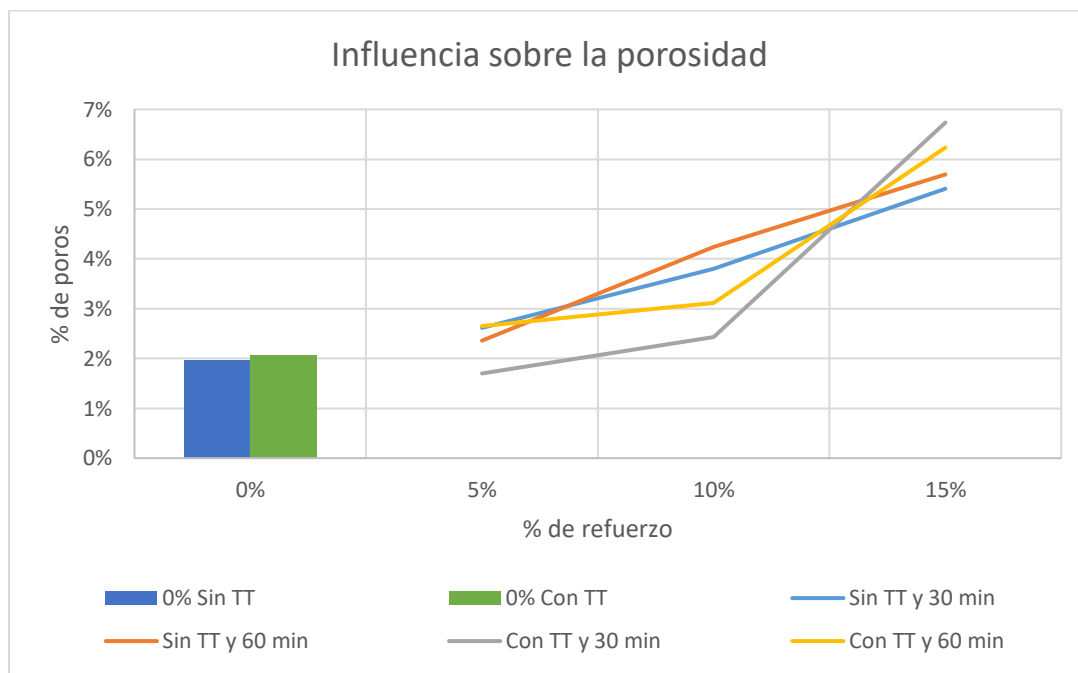


Fig. 6. Influencia del tratamiento térmico, el porcentaje de refuerzo y el tiempo de mezcla sobre la porosidad

El resultado de la caracterización química del SiC se muestra en la figura 7, a su vez en la tabla VII se puede apreciar la composición química del aluminio en porcentaje en peso de cada elemento presente.

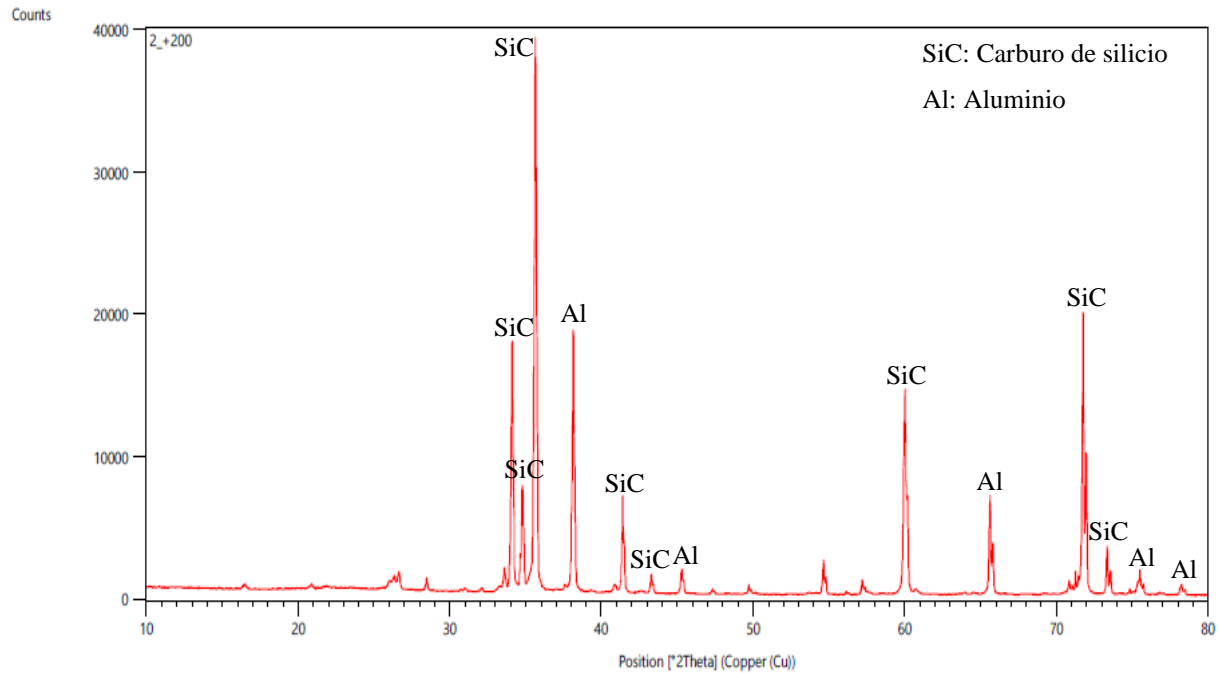


Fig. 7. Difractograma de la muestra de SiC

TABLA VII

COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA MUESTRA DE ALUMINIO

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	B
0,546	0,717	0,032	0,023	<0,0010	<0,0010	0,0048	0,024	0,018	0,0020
Ca	Co	P	Pb	Sn	V	Zr	Sb	As	Al
<0,0010	0,0033	0,0027	0,0055	0,0089	0,0047	0,0047	0,0018	0,0031	98,60

Las propiedades microestructurales que se observaron bajo el microscopio en un corte transversal se muestran en la figura 8, donde se hizo énfasis en la zona externa de cada muestra con el fin de evidenciar mayor presencia de SiC en comparación con la parte interna de las probetas.

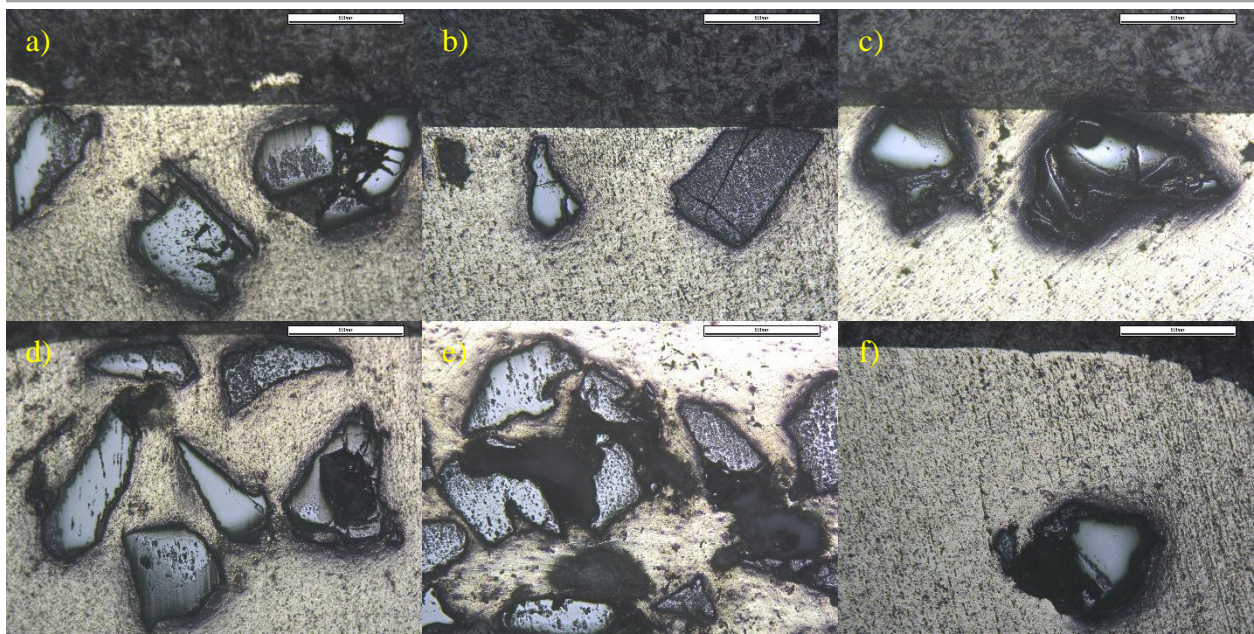


Fig. 8. Microscopía de la sección transversal de las probetas a) 5-30, b) 10-30, c) 15-30, d) 5-60, e) 10-60 y f) 15-60

Además, la figura 9 muestra la comparación de la microestructura entre las muestras de aluminio sin refuerzo, y las muestras con 15 % de material reforzante y 30 minutos de mezclado, ambas con y sin recocido.

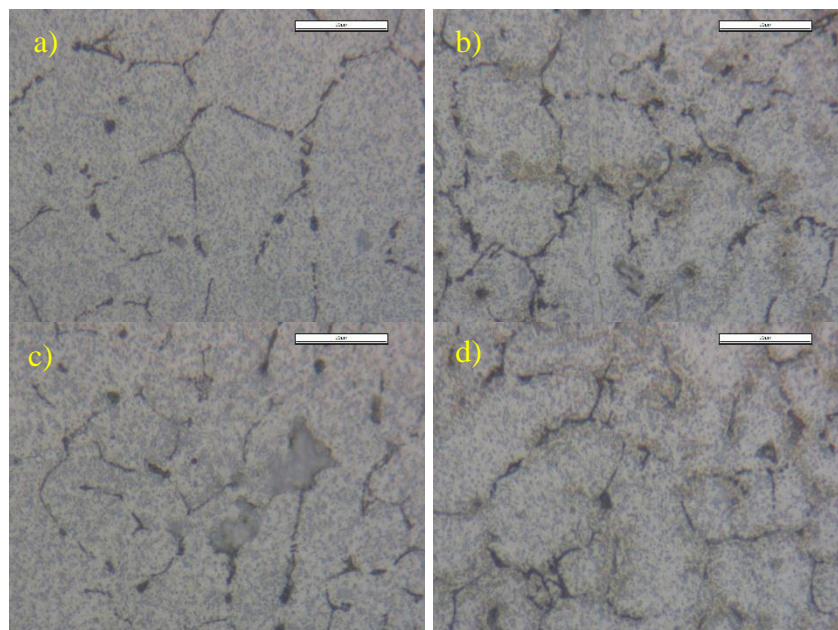


Fig. 9. Microestructura de las muestras a) 0% sin TT, b) 0% con TT, c) 15-30 sin TT d) 15-30 con TT.

D. Evaluación de propiedades mecánicas y tribológicas

Las tablas VIII y IX y las figuras 10 y 11 muestran los resultados de los ensayos de dureza realizados a cada tipo de muestra en un corte transversal de la misma con el fin de evaluar esta propiedad desde la zona de mayor concentración de refuerzo hacia la zona con menos disposición del SiC, además del porcentaje de incremento de la dureza con relación a una muestra de aluminio sin refuerzo.

Cabe recordar que como el ancho de la sección transversal varía en cada probeta, que a cada una de las muestras se les realizó cinco indentaciones que abarcan todo el ancho y que con el fin de que las medidas sean equivalentes entre cada una, se determinó realizar la medición de la dureza en sitios ubicados al 17%, 34%, 51%, 68% y 85% del total de dicho ancho partiendo de la zona exterior de la probeta.

TABLA VIII
VALORES DE DUREZA DE LAS MUESTRAS SIN RECOCIDO

Probeta	Distancia	Dureza [HV10]	Incremento	Probeta	Distancia	Dureza [HV10]	Incremento
Tipo 5-30	17%	33,2	33%	Tipo 5-60	17%	33,8	35%
	34%	33,7	35%		34%	35,8	43%
	51%	32,7	31%		51%	35,1	40%
	68%	33,4	34%		68%	32,2	29%
	85%	31,7	27%		85%	31,7	27%
Tipo 10-30	17%	36,1	44%	Tipo 10-60	17%	35,9	44%
	34%	33,6	34%		34%	35,3	41%
	51%	32,6	30%		51%	33,3	33%
	68%	31,1	24%		68%	33,0	32%
	85%	29,2	17%		85%	32,9	32%
Tipo 15-30	17%	36,3	45%	Tipo 15-60	17%	36,0	44%
	34%	36,7	47%		34%	31,8	27%
	51%	35,2	41%		51%	32,8	31%
	68%	32,8	31%		68%	32,1	28%
	85%	29,9	20%		85%	33,3	33%

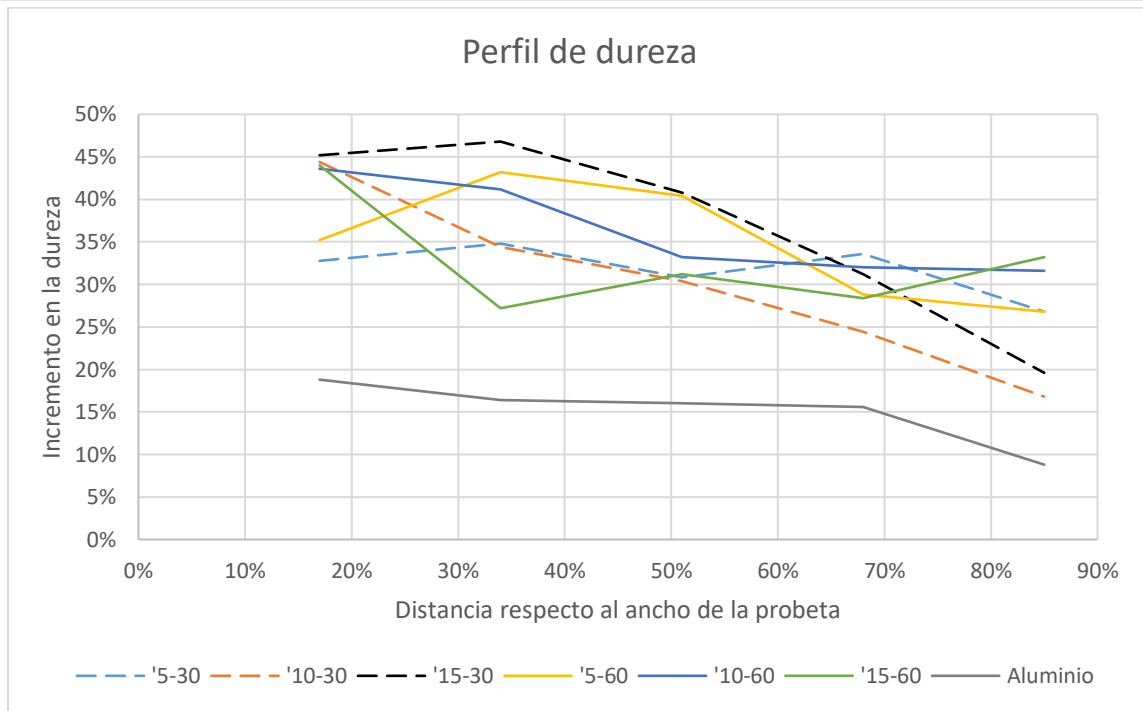


Fig. 10. Perfil de dureza de las muestras sin recocido.

TABLA IX
VALORES DE DUREZA DE LAS MUESTRAS CON RECOCIDO

Probeta	Distancia	Dureza [HV10]	Incremento	Probeta	Distancia	Dureza [HV10]	Incremento
Tipo 5-30	17%	32,4	30%	Tipo 5-60	17%	31,0	24%
	34%	32,4	30%		34%	31,0	24%
	51%	33,2	33%		51%	30,2	21%
	68%	31,8	27%		68%	29,7	19%
	85%	27,7	11%		85%	27,0	8%
Tipo 10-30	17%	32,0	28%	Tipo 10-60	17%	32,6	30%
	34%	32,2	29%		34%	32,4	30%
	51%	27,9	12%		51%	31,8	27%
	68%	27,8	11%		68%	29,8	19%
	85%	26,2	5%		85%	28,0	12%
Tipo 15-30	17%	34,2	37%	15-60	17%	30,9	24%
	34%	32,0	28%		34%	29,1	16%
	51%	33,9	36%		51%	29,3	17%
	68%	33,5	34%		68%	28,4	14%
	85%	28,2	13%		85%	25,9	4%

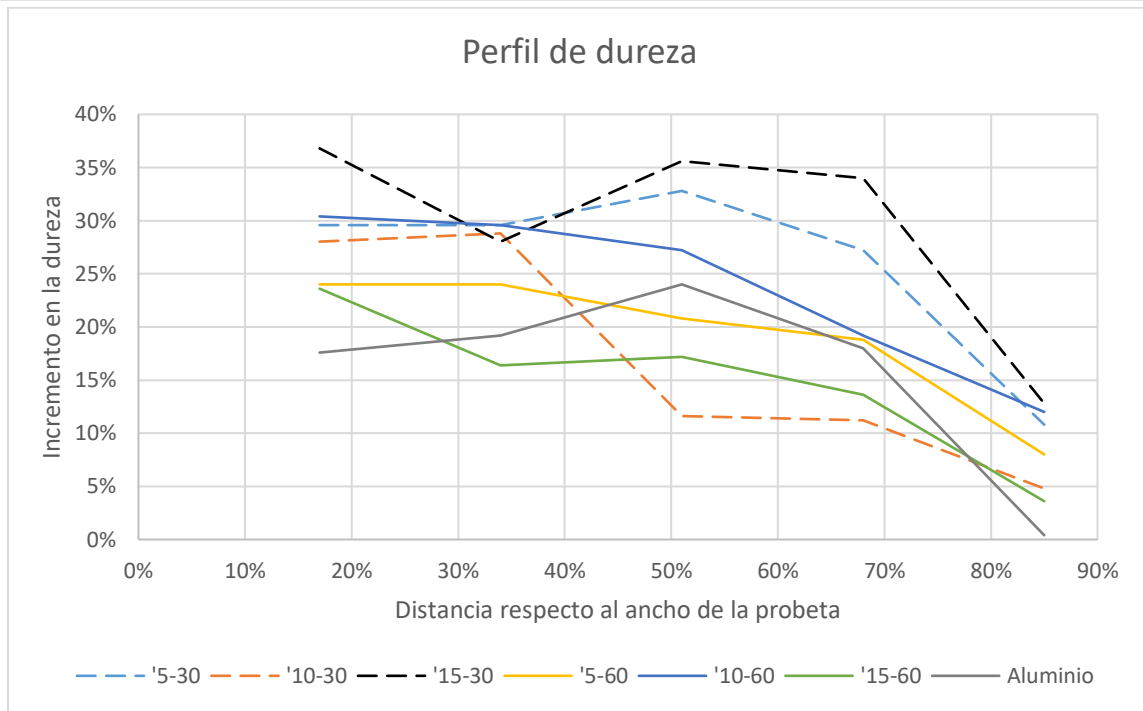


Fig. 11. Perfil de dureza de las muestras con recocido.

En la figura 12 se pueden apreciar las huellas de indentación tipo Vickers en la zona con mayor presencia de SiC, y que se originó luego de realizarse el ensayo a las probetas tipo 15-30 con y sin tratamiento térmico.

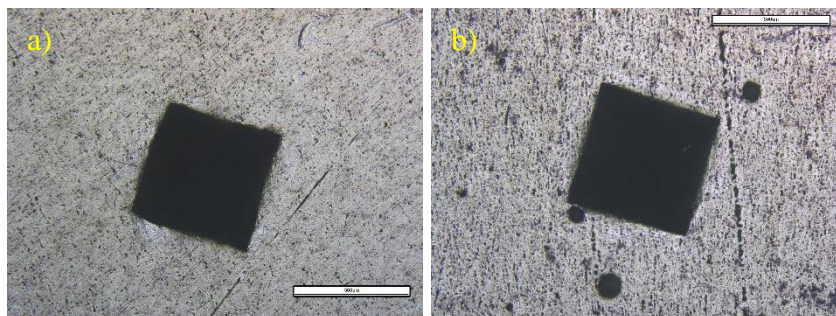


Fig. 12. Huellas de indentación tipo Vickers a probetas tipo 15-30 a) Sin TT y b) Con TT

Los resultados de los ensayos de tribología realizados a cada una de las muestras, en el cual se mantuvieron constantes la carga aplicada (10 N), el radio de la huella (3 mm), el tiempo de prueba (20 min) y el recorrido total (38 m) se muestran en la tabla X. Las figuras 12 a 15 muestran el consolidado de los diferentes resultados en función del porcentaje de refuerzo y el tratamiento térmico.

TABLA X
RESULTADOS ENSAYOS DE TRIBOLOGÍA

	Tipo de Probeta	Masa perdida [g]	% de masa perdida	Volumen de desgaste [mm ³]	Tasa de desgaste [mm ³ /m]	Resistencia al desgaste [m/mm ³]	Coefficiente de fricción [μ]
Sin tratamiento térmico	0	0,0052	0,058%	1,9567	0,0515	19,4205	0,5360
	5-30	0,0030	0,036%	1,1267	0,0297	33,7265	0,4407
	10-30	0,0024	0,032%	0,9074	0,0239	41,8802	0,5053
	15-30	0,0022	0,033%	0,8355	0,0220	45,4806	0,4817
	5-60	0,0024	0,029%	0,9339	0,0246	40,6897	0,4502
	10-60	0,0023	0,031%	0,8707	0,0229	43,6432	0,4779
	15-60	0,0021	0,034%	0,8001	0,0211	47,4958	0,5288
Con tratamiento térmico	0	0,0067	0,074%	2,5240	0,0664	15,0553	0,6246
	5-30	0,0040	0,048%	1,4883	0,0392	25,5321	0,6588
	10-30	0,0039	0,055%	1,4489	0,0381	26,2261	0,6824
	15-30	0,0036	0,056%	1,3867	0,0365	27,4030	0,6789
	5-60	0,0037	0,042%	1,3900	0,0366	27,3382	0,6527
	10-60	0,0034	0,042%	1,2719	0,0335	29,8765	0,6329
	15-60	0,0032	0,050%	1,2262	0,0323	30,9890	0,7538

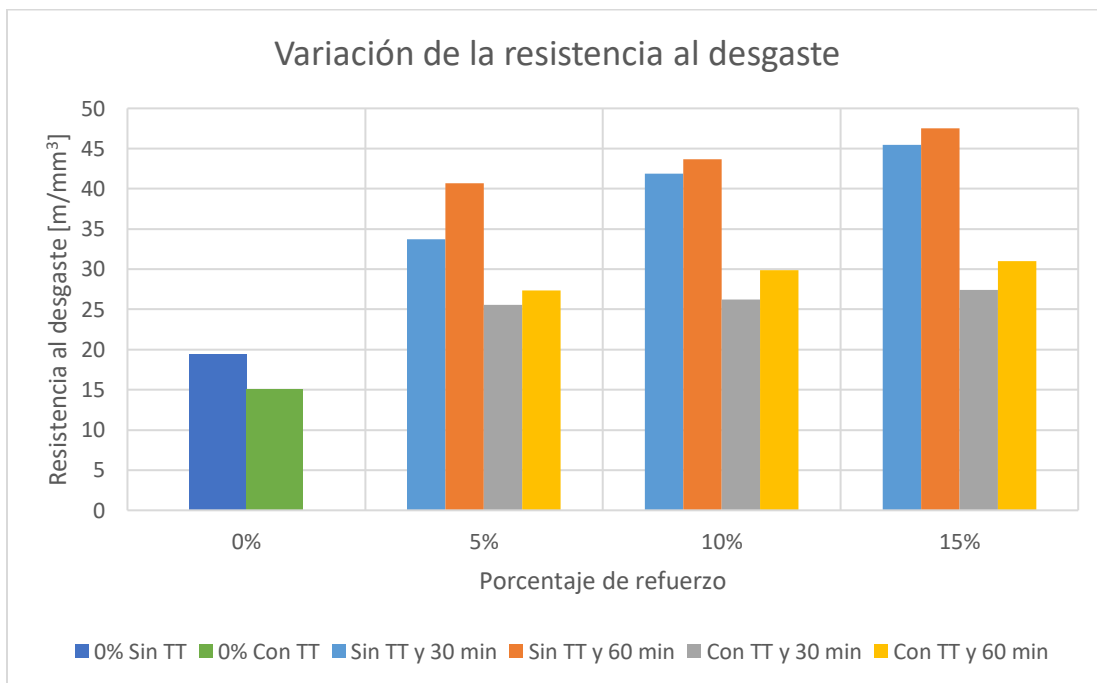


Fig. 13. Variación de la resistencia al desgaste.

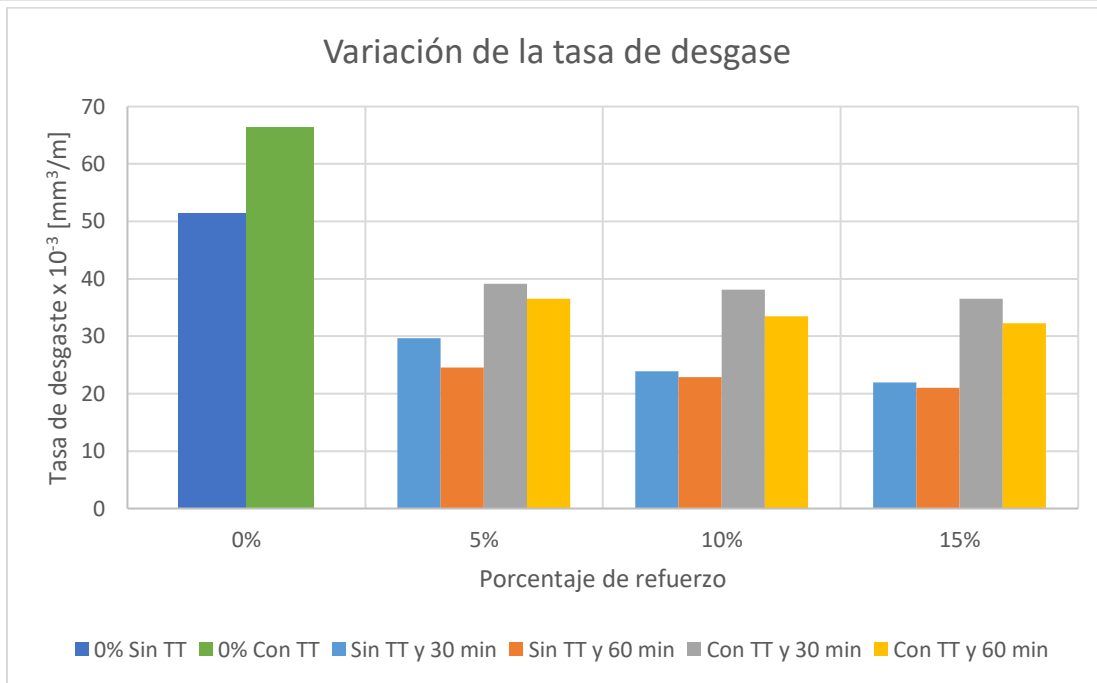


Fig. 14. Variación de la tasa de desgaste.

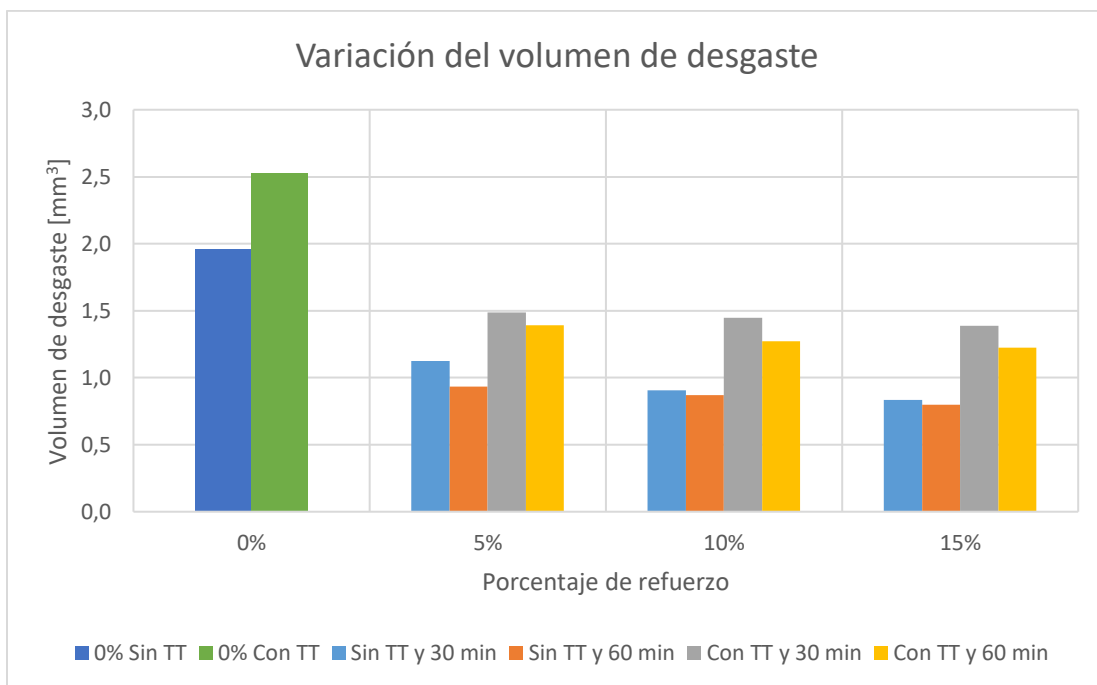


Fig. 15. Variación del volumen de desgaste.

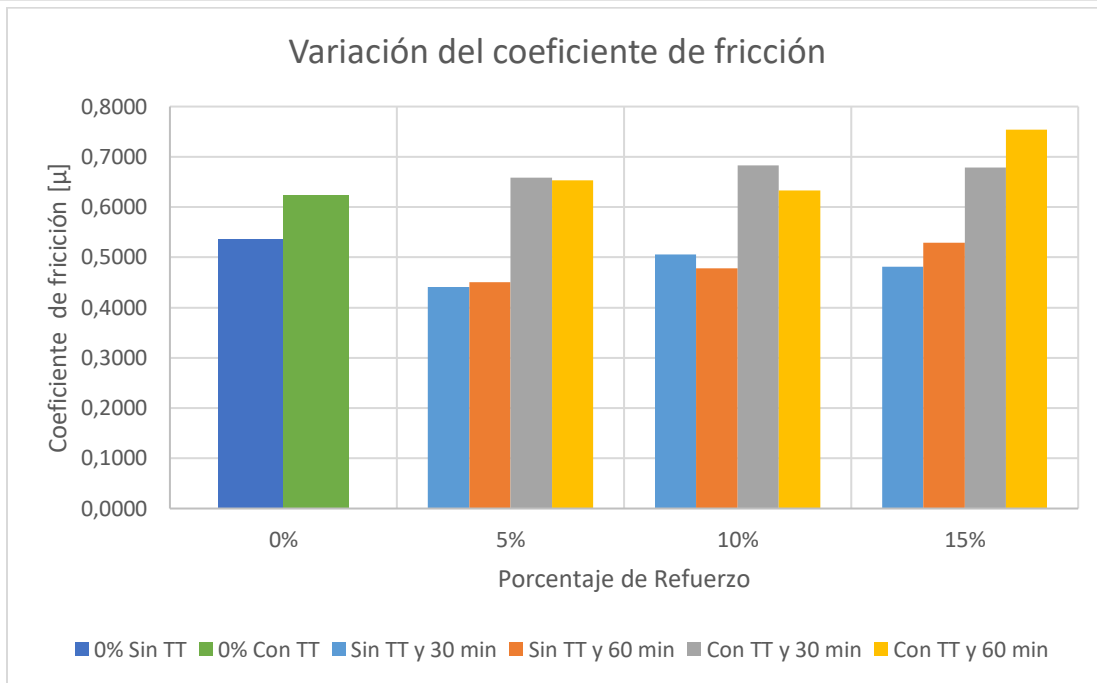


Fig. 16. Variación del coeficiente de fricción.

En la figura 17 se muestran las huellas del ensayo de tribología realizados a las probetas tipo 15-30 con y sin el tratamiento térmico.

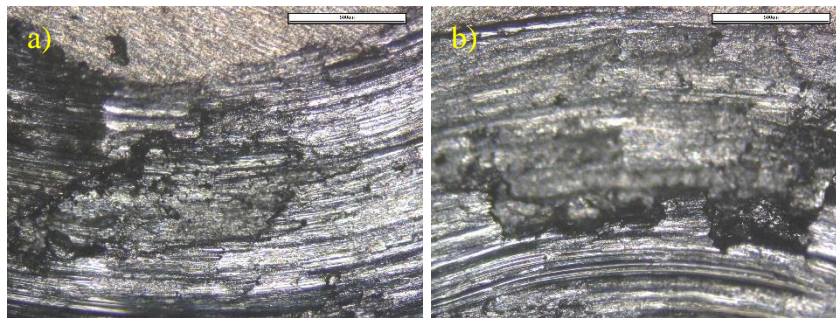


Fig. 17. Huellas de tribología a probetas tipo 15-30 a) Sin TT y b) Con TT

VI. ANÁLISIS

A. Análisis granulométrico de los polvos.

La distribución granulométrica mostrada en la figura 2 muestra que las gráficas para ambos, aluminio y carburo de silicio, se ajusta a la forma de una “S”, esto significa que la serie de tamices elegidos fue correcta y que el tamaño de los polvos muestra la tendencia esperada, además de que permite fácilmente determinar la cantidad de material mayor o menor que un tamaño especificado, tal como lo manifiestan Kelly y Spottiswood en su libro “Introducción al Procesamiento de Minerales” [15]. Por otra parte, la relación entre los tamaños de aluminio y carburo de silicio mostrada en la ecuación 5, permite ver que ambos polvos tienen tamaños similares lo que facilita el procesamiento mediante pulvimetalurgia haciendo que la distribución sea más homogénea.

En cuanto a las características morfológicas de las materias primas que se mostraron en la figura 3, se puede apreciar que el aluminio posee forma redondeada debido a la naturaleza de su obtención y un color plateado brillante típico de una hoja de aluminio, mientras que los granos de carburo de silicio poseen una forma irregular de color negro brillante característicos de este tipo de mineral, como también lo muestran en su investigación Liu *et. al* [16]. La composición química y el respectivo análisis de ambos se muestra en el inciso C

B. Obtención del material compuesto.

El material compuesto obtenido y mostrado en la figura 4 evidencia que las rutas de procesamiento propuestas fueron acertadas puesto que gracias a la acción de la fusión por centrífuga se puede ver buena acumulación de refuerzo en la parte más externa de las probetas, además de que la metalurgia de polvos permite una buena homogenización y compactación de las materias primas facilitando que el refuerzo pueda ser distribuido durante la fusión y no se concentre en una región determinada. Sin embargo, durante el proceso de fusión por centrífuga, se pudo observar que la colada se hacía más viscosa conforme tenía mayor cantidad de SiC, haciendo que las probetas con mayor refuerzo tuvieran una altura final menor en comparación con las de menor

refuerzo, esto se debía a que, por la poca fluidez del material líquido, parte de este se quedara en el crisol y otra parte se solidificara en el camino hacia el molde.

Las microscopías mostradas en la figura 5, permiten evidenciar la buena interacción entre la matriz y el refuerzo pues a lo largo de toda el área de contacto no se observan espacios o fisuras que puedan actuar como concentradores de esfuerzo. La buena interacción entre ambos elementos ayuda a que el material compuesto obtenga mejores propiedades en comparación con otro tipo de materiales cuya interfase no sea tan buena.

C. Determinación de las propiedades físicas, químicas y microestructurales.

La gráfica mostrada en la figura 6 permite inferir una clara tendencia de aumento de cantidad de poros a medida que se aumenta el porcentaje de refuerzo, es decir que el porcentaje de poros en cada muestra es directamente proporcional a la cantidad de carburo de silicio presente, hecho que también presentan Podymova *et. al.* en su estudio [17] en donde la cantidad de poros aumenta de la mano con el aumento de la adición de carburo de silicio en la matriz de aluminio.

En este estudio, la presencia de poros en cada probeta está únicamente relacionada con la cantidad de refuerzo más no con el tiempo de mezclado ni con el tratamiento térmico, pues ante estas dos últimas variables, no hay una tendencia marcada ni correlación alguna. Sin embargo, Tosun y Kurt [18] demostraron en su estudio que la presión de conformado también influye de manera inversamente proporcional a la cantidad de poros, convirtiendo esta variable en un elemento para tener en cuenta si se quiere disminuir la cantidad de poros.

La composición química del aluminio mostrada en la tabla VI muestra que se trata de una aleación aluminio-hierro-silicio de la serie 8XXX, más precisamente la aleación denominada AA8011, la cual es una de las más usadas para la fabricación del papel aluminio comercial, como lo manifiestan Barlow *et. al.* [19]. Esta composición también la reportan otros autores en sus respectivas investigaciones, entre los que se destacan Dharmalingam *et. al.* [20] y Soundararajan *et. al.* [2], entre otros. Además, en el patrón de difracción mostrado en la figura 7 se observan los picos bien definidos y con buena intensidad en las posiciones $2\theta \approx 36, 42, 60$ y 73 correspondientes

al SiC, así como lo reportan de manera similar Cheng *et. al.* [21], además Li *et. al.* [22] reportan no solo los picos correspondientes al SiC, sino que también discriminan si es cúbico o hexagonal, encontrando SiC hexagonal en las posiciones $2\theta \approx 34, 35, 36, 60$ y 72 y SiC cúbico en las posiciones $2\theta \approx 36, 42, 43, 60$ y 72 . El resto de los picos ubicados en las en las posiciones $2\theta \approx 38, 45, 65, 75$ y 78 corresponden al aluminio del portaobjetos del equipo de difracción. Estos picos con sus respectivas intensidades también fueron reportados por otros autores [1, 23-25].

La microestructura mostrada en la figura 9, y similar a la reportada por Lentz *et.al* [26], deja ver claramente el tamaño y algunos límites de los granos de la aleación de aluminio, los cuales tienen forma de “hojuelas”. De estas imágenes se puede observar que en promedio los granos de las muestras sin recocido son más pequeños en comparación con los de las muestras que tienen el recocido, por lo que este tipo de tratamiento térmico permite un mayor crecimiento de los granos lo que finalmente incide en las propiedades del material tal como lo concluyen en su investigación Roy *et. al.* [27], donde demuestran el decrecimiento de la dureza con el aumento de la temperatura de recocido.

D. Evaluación de propiedades mecánicas y tribológicas

A partir de las gráficas mostradas en las figuras 10 y 11 se puede notar una clara tendencia a disminuir el valor de la dureza a medida que se avanza hacia la parte interior de la muestra y esto es debido a la distribución del SiC durante el centrifugado, concentrándose en mayor parte en la zona externa y disminuyendo su gradiente de concentración hacia la zona interna. Esta característica de distribución volumétrica del refuerzo hace que el material pueda ser denominado de Grado Funcional, como lo explican Savas *et. al.* [11]. Por otra parte, comparando las mismas gráficas, se puede concluir que el recocido influye de manera negativa sobre el material, lo que se evidencia claramente en la imagen 12 donde se pueden apreciar las huellas de indentación hechas al mismo tipo de probeta y en la misma zona, mostrando una huella más grande en la muestra con recocido en comparación a la huella de la muestra sin el recocido.

También se puede destacar que el mayor tiempo de mezclado no tiene una incidencia positiva sobre la dureza. Sin embargo, lo que sí tiende a mejorar esta propiedad, es el porcentaje

de SiC, ya que a medida que se tiene más volumen de refuerzo, hay mayor incremento de dureza del material. Este hecho también lo pudieron evidenciar Arun *et. al.* [1] y Fayomi *et. al.* [3] quienes demostraron que el material compuesto se hacía más duro conforme aumentaba la cantidad de refuerzo.

Las pruebas de tribología mostraron los resultados esperados para este tipo de materiales, esto es, mayor resistencia al desgaste a medida que hay mayor presencia de SiC y mayor tiempo de mezclado, sin embargo, al igual que sucedió con la dureza, el recocido tiene un impacto negativo sobre esta propiedad, lo cual puede evidenciarse en la figura 13. Luego, en donde la resistencia al desgaste es mayor, el volumen de desgaste es mínimo, y esto puede ser evidenciado observando la figura 15, es decir, a medida que hay mayor volumen de refuerzo hay menor volumen de desgaste, en este caso a mayor tiempo de mezclado menor es el volumen desgastado, caso contrario con el tratamiento térmico el cual también influye negativamente, pues las muestras con recocido mostraron mayor volumen de desgaste en comparación con sus homólogos sin tratamiento térmico.

De manera análoga al comportamiento del volumen de desgaste, se presenta la tasa de desgaste mostrada en la figura 14, la cual se ve favorecida gracias al incremento del refuerzo y el mayor tiempo de mezclado y viéndose afectada únicamente por el recocido. Mientras tanto, el coeficiente de fricción muestra, según la figura 16, una tendencia a incrementar de manera proporcional al porcentaje de refuerzo y viéndose igualmente afectado por el tratamiento térmico puesto que este tipo de muestras presentaron un mayor coeficiente de fricción. Estos comportamientos también fueron evidenciados y reportados por Fayomi *et. al.* [3].

En general, la respuesta al comportamiento tribológico del material compuesto se ve afectado negativamente por el recocido realizado a las muestras y esto puede deberse a que, gracias a este tratamiento térmico, la matriz de aluminio presenta granos más grandes y por ende de mayor masa y volumen, que al ser arrancados por el rozamiento van a significar mayor cantidad de masa y volumen perdidos en comparación con las mismas muestras sin recocido que presentan un grano de aluminio más pequeño. Estos arranques pueden notarse en la figura 17 donde se aprecian zonas de mayor desprendimiento en la muestra con tratamiento térmico y con menor área de masa desprendida en la probeta sin el recocido.

VII. CONCLUSIONES

A. Análisis granulométrico de los polvos.

Se pudo determinar correctamente el tamaño de los polvos mediante el tamizado bajo norma de las muestras y que pudo verificarse con la imagen estereoscópica de la muestra. Además, hay una relación muy cercana entre los tamaños nominales de ambos materiales, lo que facilita su procesamiento mediante la ruta propuesta. Por otra parte, si bien se obtuvieron buenos resultados, estos pueden llegar a ser mucho mejores si se trabaja el refuerzo con un tamaño de partícula menor ya que esta variable tiene una incidencia directa con la respuesta del material compuesto, tal como lo indican en su investigación Kumar *et. al.* [28] donde demuestran la variación de algunas propiedades en función del tamaño de partícula del SiC usado como refuerzo.

Los resultados obtenidos de los ensayos de tribología muestran que el tiempo de mezclado por 60 minutos ofrece una leve mejora en comparación con las muestras que se mezclaron durante 30 minutos, en contraste, no hubo una diferencia marcada frente a la dureza y a la porosidad por lo que el tiempo óptimo de mezclado de los polvos es de 30 minutos. De igual manera, el recocido tiene una influencia negativa sobre todas las propiedades evaluadas, por lo que se descarta realizar este tipo de tratamiento térmico a estos materiales con el fin de maximizar sus resultados.

B. Obtención del material compuesto.

La combinación de rutas de procesamiento planteadas permitió obtener un material compuesto de grado funcional deseado y con las propiedades esperadas, por lo que puede ser usado en aplicaciones frente al desgaste ya que posee un núcleo con características diferentes a la zona exterior que es la que estaría en potencial contacto con otros materiales. Similares resultados obtuvieron Fathi *et. al.* [29] donde muestran la concentración de las partículas de SiC a lo largo de un material compuesto obtenido mediante fusión por centrífuga.

C. Determinación de las propiedades físicas, químicas y microestructurales.

La porosidad del material compuesto que se pudo hallar empleando el método de Arquímedes, muestra el incremento conforme se incrementa la cantidad de SiC, sin embargo, esta puede disminuirse si se trabaja con un refuerzo de menor tamaño de partícula como se hizo en estudios similares [28] en el cual se evidencia una disminución en el porcentaje de poros a medida que se disminuye el tamaño del SiC.

Las materias primas se pudieron caracterizar para determinar su composición la cual es consistente con las reportadas por otros investigadores que han trabajado los mismos materiales y que han sido citados en el contenido de este trabajo.

En cuanto a la microestructura de las muestras, se puede concluir que los granos de aluminio de las muestras si recocido son más pequeños en comparación con las muestras con recocido y esto se debe a que hay un enfriamiento brusco generado por el contacto entre el material fundido y el molde de cobre que se encontraba a temperatura ambiente, lo que hace que el crecimiento de los granos durante la solidificación del aluminio se vea interrumpido por este fenómeno. Por otra parte, el recocido favoreció el crecimiento de los granos disminuyendo así las propiedades finales del material compuesto.

D. Evaluación de propiedades mecánicas y tribológicas

En general, las propiedades mecánicas y tribológicas del material compuesto se vieron influenciadas de manera positiva con el aumento de porcentaje de refuerzo, siendo las muestras con 15% de SiC las que presentaron mejor desempeño ante los ensayos de dureza y desgaste realizados. Con esto, se puede concluir que de todas las muestras que se analizaron, la que presenta mejor desempeño es la probeta tipo 15-30 sin TT ya que presenta las condiciones óptimas de fabricación y la mejor respuesta a los esfuerzos a los que fue sometido.

Resultados que marcan tendencias similares a los presentados en este estudio, se obtuvieron en otras investigaciones [30] donde la matriz de aluminio es una aleación 6061 que ha sido la más

comercialmente utilizada para este tipo de aplicaciones. Con esto se puede concluir que la aleación 8011 también puede ser aplicada en estos materiales.

VIII. RECOMENDACIONES.

Para la continuación y profundización de esta investigación, se recomienda realizar varios estudios donde se analice la influencia de varias variables tales como un tamaño de polvo menor con el fin de determinar una posible mejora en las propiedades finales, el efecto de la presión de conformado en verde sobre la porosidad de las muestras, la incidencia de una temperatura de mayor en el proceso de fusión para mejorar la fluidez de la colada al momento del centrifugado y también el efecto de diferentes velocidades de rotación.

Por otra parte, se deja una alternativa abierta a realizar estudios con otros materiales reforzantes diferentes al propuesto en el presente trabajo, incluso se podría experimentar con reforzantes híbridos, es decir que el refuerzo sea una mezcla de dos materiales distintos, con el fin de hallar una formulación de material compuesto que pueda ajustarse aún más a las necesidades que demandan las aplicaciones en donde el desgaste es la variable por minimizar.

REFERENCIAS

- [1] J. Arun, T. G. Ansalam Raj, K. E. Reby Roy y S. Suresh, "Fatigue life, distortion behavior of AA 8011- nano B₄C composite using simulated acoustic emission technique – An experimental and statistical appraisal", *International Journal of Fatigue*, vol. 164, p. 107168, noviembre de 2022. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107168>
- [2] R. Soundararajan, M. P. Ramprakash, T. J. Muthu Vel, M. Ratteesh y S. Puvanesh Kumar, "Investigation of metallurgical and mechanical behavior of forged aluminium alloy hybrid composites", *Materials Today: Proceedings*, noviembre de 2020. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.10.075>
- [3] J. Fayomi, A. P. I. Popoola, O. P. Oladijo, O. M. Popoola y O. S. I. Fayomi, "Experimental study of ZrB₂-Si₃N₄ on the microstructure, mechanical and electrical properties of high grade AA8011 metal matrix composites", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 790, pp. 610–615, junio de 2019. [En línea]. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.112>
- [4] M. H. Sohi, S. M. H. Hojjatzadeh, S. S. Moosavifar y S. Heshmati-Manesh, "Liquid phase surface melting of AA8011 aluminum alloy by addition of Al/Al₂O₃ nano-composite powders synthesized by high-energy milling", *Applied Surface Science*, vol. 313, pp. 76–84, septiembre de 2014. [En línea]. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.05.143>
- [5] B. Kumar, A. Joshi, K. K. S. Mer, L. Prasad, M. K. Pathak y K. K. Saxena, "The impact of centrifugal casting processing parameters on the wear behaviour of Al alloy/Al₂O₃ functionally graded materials", *Materials Today: Proceedings*, article in press, febrero de 2022. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.01.408>
- [6] Z. H. Melgarejo, O. M. Suárez y K. Sridharan, "Microstructure and properties of functionally graded Al–Mg–B composites fabricated by centrifugal casting", *Composites*

- Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 39, n.º 7, pp. 1150–1158, julio de 2008. [En línea]. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2008.04.002>
- [7] N. RADHIKA y R. RAGHU, "Development of functionally graded aluminium composites using centrifugal casting and influence of reinforcements on mechanical and wear properties", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 26, n.º 4, pp. 905–916, abril de 2016. [En línea]. Disponible: [https://doi.org/10.1016/s1003-6326\(16\)64185-7](https://doi.org/10.1016/s1003-6326(16)64185-7)
- [8] X. Huang, C. Liu, X. Lv, G. Liu y F. Li, "Aluminum alloy pistons reinforced with SiC fabricated by centrifugal casting", Journal of Materials Processing Technology, vol. 211, n.º 9, pp. 1540–1546, septiembre de 2011. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.04.006>
- [9] G. Chirita, D. Soares y F. S. Silva, "Advantages of the centrifugal casting technique for the production of structural components with Al–Si alloys", Materials & Design, vol. 29, n.º 1, pp. 20–27, enero de 2008. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.12.011>
- [10] A. Mallick, S. Gangi Setti y R. K. Sahu, "Centrifugally cast A356/SiC functionally graded composite: Fabrication and mechanical property assessment", Materials Today: Proceedings, vol. 47, pp. 3346–3351, julio de 2021. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.07.155>
- [11] I. M. El-Galy, M. H. Ahmed y B. I. Bassiouny, "Characterization of functionally graded Al-SiC p metal matrix composites manufactured by centrifugal casting", Alexandria Engineering Journal, vol. 56, n.º 4, pp. 371–381, diciembre de 2017. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.aej.2017.03.009>
- [12] Ö. Savaş, R. Kayıkcı, F. Fiçici, M. Çolak, G. Deniz y F. Varol, "Production of functionally graded SiC/Al-Cu-Mg composite by centrifugal casting", Science and Engineering of Composite Materials, vol. 23, n.º 2, pp. 155–159, marzo de 2016. Disponible: <https://doi.org/10.1515/secm-2014-0141>

- [13] M. Sánchez, J. Rams y A. Ureña, "Fabrication of aluminum composites reinforced with carbon fibers by a centrifugal infiltration process", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 41, n. ° 11, pp. 1605–1611, noviembre de 2010. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2010.07.014>
- [14] A. Sánchez-Martínez, A. Cruz, M. González-Nava y M. A. Suárez, "Main process parameters for manufacturing open-cell Zn-22Al-2Cu foams by the centrifugal infiltration route and mechanical properties", *Materials & Design*, vol. 108, pp. 494–500, octubre de 2016. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.032>
- [15] E. G. Kelly y D. J. Spottiswood, *Introduction to mineral processing*. New York: Wiley, 1982.
- [16] W. Liu, N. Wu y K. Pochiraju, "Shape recovery characteristics of SiC/C/PLA composite filaments and 3D printed parts", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 108, pp. 1–11, mayo de 2018. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2018.02.017>
- [17] N. B. Podymova, I. E. Kalashnikov, L. K. Bolotova y L. I. Kobeleva, "Effect of porosity on the statistical amplitude distribution of backscattered ultrasonic pulses in particulate reinforced metal-matrix composites", *Ultrasonics*, vol. 108, p. 106235, diciembre de 2020. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.ultras.2020.106235>
- [18] G. Tosun y M. Kurt, "The porosity, microstructure, and hardness of Al-Mg composites reinforced with micro particle SiC/Al₂O₃ produced using powder metallurgy", *Composites Part B: Engineering*, vol. 174, p. 106965, octubre de 2019. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.106965>
- [19] C. Y. Barlow, P. Nielsen y N. Hansen, "Multilayer roll bonded aluminium foil: processing, microstructure and flow stress", *Acta Materialia*, vol. 52, n.º 13, pp. 3967–3972, agosto de 2004. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.05.012>

- [20] S. Dharmalingam, K. Lenin y K. Ramakrishnan, "Investigations of some of the tool pin performance in friction stir welding of AA7475-AA8011 and AA8011-AZ31 B", *Materials Today: Proceedings*, julio de 2022. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.06.363>
- [21] W. Cheng et al., "Graphene-coated pearl-chain-shaped SiC nanowires", *Journal of Crystal Growth*, vol. 599, p. 126903, diciembre de 2022. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2022.126903>
- [22] F. Li et al., "Synthesis, characterization and growth mechanism of SiC fibers", *Materials Chemistry and Physics*, vol. 291, p. 126703, noviembre de 2022. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.126703>
- [23] L. C. Damonte, G. N. Darriba y M. Rentería, "Structural and electronic properties of Al-doped ZnO semiconductor nanopowders: Interplay between XRD and PALS experiments and first-principles/DFT modeling", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 735, pp. 2471–2478, febrero de 2018. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.11.072>
- [24] V. Dalbauer, S. Kolozsvári, J. Ramm, C. M. Koller y P. H. Mayrhofer, "In-situ XRD studies of arc evaporated Al-Cr-O coatings during oxidation", *Surface and Coatings Technology*, vol. 358, pp. 934–941, enero de 2019. [En línea]. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.12.012>
- [25] K. S. Evangelista y D. G. L. Cavalcante, "Use of XRD technique to investigate the stability of quasicrystalline phase in high-energy milled Al/AlCuFe powders", *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 15, pp. 1496–1498, noviembre de 2021. [En línea]. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.110>
- [26] M. Lentz, G. Lapyteva y O. Engler, "Characterization of second-phase particles in two aluminium foil alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 660, pp. 276–288, marzo de 2016. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.11.111>

- [27] R. K. Roy, S. Kar y S. Das, "Evolution of microstructure and mechanical properties during annealing of cold-rolled AA8011 alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 468, n.º 1-2, pp. 122–129, enero de 2009. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.01.041>
- [28] R. Kumar et al., "Effect of particle size and weight fraction of SiC on the mechanical, tribological, morphological, and structural properties of Al-5.6Zn-2.2Mg-1.3Cu composites using RSM: fabrication, characterization, and modelling", *Heliyon*, septiembre de 2022, art. n.º e10602. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2022.e10602>
- [29] R. Fathi, A. Ma, B. Saleh, Q. Xu y J. Jiang, "Investigation on mechanical properties and wear performance of functionally graded AZ91-SiCp composites via centrifugal casting", *Materials Today Communications*, vol. 24, p. 101169, septiembre de 2020. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.matcomm.2020.101169>
- [30] M. Dhanashekar, P. Loganathan, S. Ayyanar, S. R. Mohan y T. Sathish, "Mechanical and wear behaviour of AA6061/SiC composites fabricated by powder metallurgy method", *Materials Today: Proceedings*, vol. 21, pp. 1008–1012, 2020. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.10.052>
- [31] S. Naveen Kumar et al., "Fabrication and characterization of hardness and microstructure of large sized Al2014-SiC composite", *Materials Today: Proceedings*, vol. 46, pp. 9102–9106, 2021. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.05.398>